

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 61-157625

(43)Date of publication of application : 17.07.1986

---

(51)Int.Cl. C21D 6/00  
// C22C 38/06

---

---

(21)Application number : 59-278731 (71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 29.12.1984 (72)Inventor : TAKECHI HIROSHI  
MATSUMURA OSAMU

---

**(54) MANUFACTURE OF HIGH-STRENGTH STEEL SHEET****(57)Abstract:**

**PURPOSE:** To manufacture a steel sheet having the high strength and high ductility by heat-treating the steel sheet consisting of C, Si, Mn, Al, N, P, Ni, Cu, Cr, Ti, Nb, V, Mo and Fe of a specified composition in the suitable conditions.

**CONSTITUTION:** After a steel sheet which contains 0.12W0.55% (by wt.) C, 0.4W1.8% Si, 0.2W2.5% Mn,  $\leq 0.1\%$  Sol Al,  $\leq 0.02\%$  total N and furthermore one and more kinds of  $\leq 0.1\%$  P,  $\leq 3\%$  Ni,  $\leq 0.5\%$  Cu,  $\leq 0.5\%$  Cr,  $\leq 0.5\%$  Ti,  $\leq 0.5\%$  Nb,  $\leq 0.5\%$  V,  $\leq 0.5\%$  Mo and consists of the balance Fe with the inevitable impurities is heated at (Ac1WAc3) temp. range and held for 30sec W 30min, it is cooled up to (350W500° C) temp. range in  $\geq 1^\circ$  C/sec cooling velocity and held in this temp. range for 30sec W 30min and successively cooled up to the room temp. Thereby the steel sheet having about  $\geq 80\text{kgf/mm}^2$  tensile strength together with the high ductility is obtained.

⑩ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭61-157625

⑬ Int. Cl. 4

識別記号

庁内整理番号

⑭ 公開 昭和61年(1986)7月17日

C 21 D 6/00  
// C 22 C 38/06

7730-4K  
7147-4K

審査請求 未請求 発明の数 1 (全6頁)

⑮ 発明の名称 高強度鋼板の製造方法

⑯ 特 願 昭59-278731

⑰ 出 願 昭59(1984)12月29日

⑱ 発 明 者 武 智 弘 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第2技術  
研究所内

⑲ 発 明 者 松 村 理 相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社第2技術  
研究所内

⑳ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号

㉑ 代 理 人 弁理士 大関 和夫

明 細 書

1. 発明の名称

高強度鋼板の製造方法

2. 特許請求の範囲

重量%で C : 0.12 ~ 0.55%、Si : 0.4 ~ 1.8%、Mn : 0.2 ~ 2.5%、S<sub>total</sub> : 0.1%以下、Total N : 0.02%以下を含み、又はこれにさらに P : 0.1%以下、Ni : 3%以下、Cu : 0.5%以下、Cr : 0.5%以下、Ti : 0.5%以下、Nb : 0.5%以下、V : 0.5%以下、Mo : 0.5%以下の1種または2種以上を含み、残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼板を、Ac<sub>1</sub> ~ Ac<sub>3</sub> の温度域に加熱し、30秒 ~ 30分保持したのち、1℃/秒以上の冷却速度で350 ~ 500℃の温度域まで冷却し、この温度域で30秒 ~ 30分保持し、引続いて室温まで冷却することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明は高強度鋼板の製造方法に係り、とくに

引張強度 80 kgf/mm<sup>2</sup> 程度以上で高度の延性を併せ持つ鋼板の製造方法に関するものである。

(従来の技術)

近年自動車の燃費低減のための車体軽量化の要請に応じて種々の高強度鋼板が開発され、たとえば特公昭58-57492号公報あるいは特開昭58-11734号公報などに見られるように多数提案されている。このような公知の鋼板については、とくにルーフ、フェンダー、ドアなど外板向けとしては強度 30 ~ 40 kgf/mm<sup>2</sup>、伸び ≒ 40% 程度の冷延鋼板が重用され、ホイール、メンバーなど強度部材としては、強度 50 ~ 60 kgf/mm<sup>2</sup>、伸び ≒ 30% 程度の熱延鋼板が普及し始めている。

このように自動車用材として高強度鋼板の占めるウェイトは非常に高くなっているが、さらに最近になってユーザーからはドアガードバーなど強度 80 kgf/mm<sup>2</sup> 以上 伸び数十%以上という従来鋼の感覚からすれば、きわめて厳しい要求例も見られるようになり、素材メーカーとしても、従来の常識から脱した抜本的な対策を講ずる必要に迫ら

れている。

ところで、このような高強度高延性を標榜する鋼としては、従来からフェライト・マルテンサイト2相鋼(Dual phase 鋼・DP 鋼)が、たとえば特公昭56-11741号公報などに提案されている。この鋼は一軸引張の際、強度のわりに低い降伏点を有すること、すなわち降伏比(YP/TS)が0.5前後かそれ以下であること、また降伏伸びが無いことなどの特性を有し、専ら $50\sim 80\text{kgf/mm}^2$ 程度の強度レベルで固溶強化型や析出強化型の鋼板より優れた延性を示すものとしてよく知られている。しかしこの種の鋼とても強度 $80\text{kgf/mm}^2$ ではせいぜい伸び15%止りであり、数十%という所期の伸びが得られたためしは無い。

一方前記のような高強度、高延性の得られるものとして、従来から、残留オーステナイトによる変態誘起超塑性(Transformation Induced Plasticity: TRIP)を利用した鋼の製造例が知られている。

その1つはZackayがTrans. ASM. 60(1967),

とを合せて利用することによって高強度、高延性かつ良好な二次加工性が得られることを見出したのである。この手段によって製造された鋼の一軸引張で得られる降伏比は必ずしも前記DP鋼のように低くなく、しばしば明瞭な上降伏点、降伏伸びを示すものの極めて大きい強度と伸びを示すことが確認され、さらに $80\sim 120\text{kgf/mm}^2$ の強度範囲で $EL: 35\sim 45\%$ のものを作り分けることも容易であり、しかも二次加工脆化を伴わないなど全く新しい知見を得て本発明をなしたものである。

即ち、本発明は重量%でC:  $0.12\sim 0.55\%$ 、Si:  $0.4\sim 1.8\%$ 、Mn:  $0.2\sim 2.5\%$ 、SolAL:  $0.1\%$ 以下、Total N:  $0.02\%$ 以下を含み、又はこれにさらにP:  $0.1\%$ 以下、Ni:  $3\%$ 以下、Cu:  $0.5\%$ 以下、Cr:  $0.5\%$ 以下、Ti:  $0.5\%$ 以下、Nb:  $0.5\%$ 以下、V:  $0.5\%$ 以下、Mo:  $0.5\%$ 以下の1種または2種以上を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼板を $Ac_1\sim Ac_3$ の温度域に加熱し、30秒~30分保持したのち、

252頁において提唱した方法であり、1つは特公昭58-42246号公報記載の方法である。しかしながら前者は多量のNi、Crを含有する高合金鋼を対象としており、後者は低合金系であるが焼鈍温度をオーステナイト域の高い温度にするため、省エネルギー、酸洗性の点で問題があり、また組織的にもベーナイト+残留オーステナイトであるためプレス成形後の靱性、すなわち二次加工性に難点があり、いずれにしても工業上実用的なものとは言い難い。

(発明が解決しようとする問題点)

本発明の目的は、前記した従来技術の欠点を排除し、既存の連続焼鈍設備もしくは熱処理設備を利用して高強度かつ高延性の冷延鋼板や熱延鋼板を容易に製造できる方法を提供しようとするものである。

(問題点を解決するための手段)

即ち、本発明者らは前記変態誘起塑性に着目し、15%以上の残留オーステナイト相による変態誘起塑性とフェライト相・ベーナイト相の複合効果

$1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 以上の冷却速度で $350\sim 500^\circ\text{C}$ の温度域まで冷却し、この温度域で30秒~30分保持し、引続いて室温まで冷却することを特徴とする高強度鋼板の製造方法である。

以下本発明を詳細に説明する。最初に本発明の対象とする鋼の成分範囲の限定理由について述べる。

先ず、Cの下限を $0.12\%$ としたのは、Cをこれ未満とすると残留オーステナイト相が少なくなるため、延性向上効果も小さくなり、また得られる強度-延性バランスも $60\text{kgf/mm}^2 - 35\sim 40\%$ 程度でDP鋼と何ら変わり映えのしないものとなるからである。一方Cの上限を $0.55\%$ としたのは、これを超えると、溶接部の静的強度および疲労強度が著しく低下し、現実の使用に耐えないものとなるからである。強度 $80\sim 120\text{kgf/mm}^2$ クラスで、延性、溶接性を最も有効にバランスさせるには、C量を $0.15\sim 0.35\%$ とすることが望ましい。

Siの下限を $0.4\%$ としたのもCと同じ理由で残留オーステナイト量が少なくなり、高延性効果が

得難くなるからである。上限を 1.8 % としたのは、これを超えて添加しても効果が飽和に近づき脆化を招くだけで実質上の有利性は得られぬからである。

Mn の下限を 0.2 % としたのは熱延工程において熱間脆性を防止するために最低限 0.2 % の Mn を必要とするからである。また C, Si 同様 Mn もオーステナイトを安定化する元素と言えるが、C, Si を上記の範囲に限定する場合、2.5 % を超えても安定化の効果はほとんど変らずむしろ脆化を招くので上限を 2.5 % とする。

So<sub>2</sub>AL<sub>2</sub> については、脱酸元素として、また ALN による熱延素材の細粒化を通じて間接的に材質を向上させるために 0.1 % 以下の添加を必要とする。しかしこれを超えて添加すると介在物による靱性劣化を招くので 0.1 % 以下と限定する。

Total N については、Ms 点を下げ、残留オーステナイトを増す意味もしくは上記 ALN による間接的材質向上の意味で 0.02 % 以下を必要とするが 0.02 % を超えても効果にとくに変わらないので 0.02 %

オーステナイトのせん断に対する抵抗を大にし、マルテンサイト変態を起し難くするため、残留オーステナイトを多くするが、0.5 % を超える Cr、0.5 % を超える Ti、0.5 % を超える Nb、0.5 % を超える V、0.5 % を超える Mo については、炭化物による析出強化が優先し、残留オーステナイトがその効果を十分に発揮しえない。

これら成分上の制約はつぎに述べる工程上の制約と密接に関係していることは言うまでもない。

以下工程上の限定理由を詳述する。

本発明で用いる素材は通常の熱延工程を経て製造された熱延鋼板である。これらは酸洗・冷延され、もしくはそのまま直接以下に述べる熱履歴を経ることにより、所期の目的が達せられる。

まず、鋼板は Ac<sub>1</sub> ~ Ac<sub>3</sub> の温度域つまりフェライト・オーステナイト二相域温度で焼鈍することが必要である。これは C および Mn の一部をオーステナイトに濃縮させ、その安定化をはかり最終的にフェライトとペーナイトおよび 15 % 以上の残留オーステナイト相を確保する上で有利とするた

以下とする。

以上が本発明の対象とする鋼の基本成分であるが、本発明においてはその他 P : 0.1 % 以下、Ni : 3 % 以下、Cu : 0.5 % 以下、Cr : 0.5 % 以下、Ti : 0.5 % 以下、Nb : 0.5 % 以下、V : 0.5 % 以下、Mo : 0.5 % 以下の 1 種または 2 種以上を添加することができる。これら添加元素は大なり小なりオーステナイトの適度の安定化に寄与し、残留オーステナイトの体積比率を増すという効果が期待される。

まず P は 0.1 % 以下含有せしめることにより、セメンタイトの分散状態に影響し、セメンタイトへの Mn 濃縮を通じてオーステナイトの安定化に寄与するが、0.1 % を超えると材料が脆化する。3 % 以下の Ni、0.5 % 以下の Cu は Ms 点を下げ、残留オーステナイトを多くするが、3 % を超える Ni、0.5 % を超える Cu は、効果が飽和し、逆に材質劣化を招くことさえある。0.5 % 以下の Cr、0.5 % 以下の Ti、0.5 % 以下の Nb、0.5 % 以下の V、0.5 % 以下の Mo も Ms 点を下げ、あるいはオース

めであり、冷延材の場合には再結晶焼鈍の意味も兼ねる。なお二相域処理を要する点は、DP 鋼に似ているが、これは最終的にフェライト+マルテンサイト組織を得ることを目的としており、当然後工程は異なるものとなる。焼鈍温度を Ac<sub>3</sub> 超とすると、最終成品の組織は基本的にペーナイト+残留オーステナイトとなるためかなりの均一伸びは得られるものの靱性を欠き、二次加工性が劣る。焼鈍温度を Ac<sub>1</sub> 未満とすると、最終組織はフェライトのみとなり、TRIP 効果は期待できず強度延性バランスも良くならない。

焼鈍時間については、30 秒未満では、C もしくは Mn の濃縮が不十分であり、冷延材の場合には再結晶も不十分となる。また 30 分超保持しても延性向上効果は飽和し、生産性も低下する。したがって焼鈍時間は 30 秒 ~ 30 分とする。

焼鈍終了後 350 ~ 500 °C の温度域に至るまで、1 °C/秒以上の冷却速度で冷却する必要がある。これより遅い冷却速度ではペーライトを生じ、C を残留オーステナイトの安定化に利用できない。



なお理由は明確でないが、冷速を極端に早めると、かえって伸び劣化を招く場合がある。これを考慮して最大伸びの得られる冷却速度として5～400℃/秒の範囲にすることが望ましい。また焼鈍終了後650℃を超える温度域を1～10℃/秒で冷却し、650℃以下350～500℃に至るまでを10～400℃/秒で冷却するという二段の冷却法もオーステナイトを安定化する点で極めて望ましい方法である。

350～500℃で保持する意味はいわゆるオーステンパー処理であり、この段階でベーナイト生成と同時にCがオーステナイトに富化し、これを安定化させる。この効果は350℃未満の温度では、ベーナイト変態、Cの拡散が遅く時間がかかり過ぎ500℃を超す温度では、パーライトを生ずるため所期の伸びが得られない。したがって保持温度の下限を350℃、上限を500℃とする。保持時間については、30秒未満ではベーナイトの生成、Cの拡散不十分で、オーステナイトが安定化せず、その後の冷却でマルテンサイトと

なり、伸びを損う。また30分以上経過するとベーナイトの占める比率が大となり、残留オーステナイト量が減り、伸びも減少し始める。したがって保持時間は30秒～30分と限定する。材質と生産性を考慮した最適時間は1～6分である。

保持後は室温まで1℃/秒程度以上で冷却すればよくとくに限定を設けない。

以下実施例により本発明の効果をさらに具体的に説明する。

#### 実施例

第1表に成分を示す熱延鋼板(3mm厚)を酸洗冷延し0.8mm厚および1.5mm厚としたものを、第2表記載の如き焼鈍温度、時間、焼鈍後の冷却速度、保持温度、時間を用いて種々の供試材を作成し、これからJIS5号に準拠した引張試験片を採取し引張速度10mm/minで試験して強度、全伸びおよび局部伸び(最高荷重点以後破断に至るまでの伸び)を調べた。ここで全伸びの値はプレス、曲げなど成形性の評価尺度であり、局部伸びの値については、これが小さいと成形後の材料が脆くなり、衝

撃特性不良となることから、成形品の二次加工性の評価尺度としたものである。

第3表に見られるように本発明例である試料No.1～22のものはいずれも80kgf/mm<sup>2</sup>クラス以上の強度を有し、全伸びがほぼ35%以上、局部伸び5%以上と極めて満足すべきものとなっていることが明らかである。これに対し、比較例の試料No.23, 25, 27～29, 31～34は、強度あるいは伸びの一方が不十分であるため、また試料No.24, 26, 30はこれらの値は十分であるものの局部伸びつまり二次加工性が悪く、本発明の目的を達成することができない。

#### (発明の効果)

以上の実施例からも明らかなごとく、本発明によれば、80kgf/mm<sup>2</sup>クラス以上の引張強度を有する上に高度の延性、二次加工性も併せ持つ鋼板の提供が可能となり、産業上の効果は極めて顕著なものがある。

第 1 表

鋼	成 分 ( wt. % )													Ac <sub>1</sub> (℃)	Ac <sub>3</sub> (℃)
	C	Si	Mn	SoLAL	TotalN	P	Ni	Cu	Cr	Ti	Nb	V	Mo		
a	0.10	1.4	0.81	0.033	0.0038	—	—	—	—	—	—	—	—	760	890
b	0.13	1.4	1.97	0.038	0.0027	—	—	—	—	—	—	—	—	750	840
c	0.18	1.3	0.80	0.031	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	—	750	800
d	0.34	1.5	0.79	0.031	0.0028	—	—	—	—	—	—	—	—	760	840
e	0.52	1.2	0.77	0.035	0.0030	—	—	—	—	—	—	—	—	750	800
f	0.58	1.5	0.81	0.036	0.0025	—	—	—	—	—	—	—	—	760	800
g	0.48	0.33	0.81	0.029	0.0029	—	—	—	—	—	—	—	—	720	760
h	0.53	1.9	0.80	0.032	0.0036	—	—	—	—	—	—	—	—	770	820
i	0.52	1.5	2.55	0.033	0.0020	—	—	—	—	—	—	—	—	730	760
j	0.33	1.4	0.77	0.035	0.0043	—	—	—	0.22	—	—	—	—	760	840
k	0.32	1.4	0.38	0.037	0.0044	—	1.8	—	—	—	—	—	—	720	750
l	0.38	1.4	0.59	0.035	0.0031	—	—	0.30	—	—	—	—	—	750	810
m	0.40	1.6	0.53	0.020	0.0015	—	—	—	—	0.05	—	—	—	770	860
n	0.47	1.5	0.79	0.018	0.0028	—	—	—	—	—	0.025	—	—	760	820
o	0.42	1.7	0.84	0.024	0.0021	—	—	—	—	—	—	0.023	0.029	770	830
p	0.38	0.54	0.80	0.032	0.0022	0.051	—	—	—	—	—	—	—	750	840
q	0.34	1.4	2.04	0.076	0.0048	—	—	—	—	—	—	—	—	740	810
r	0.22	1.4	2.26	0.023	0.0110	—	—	—	—	—	—	—	—	740	800

第 2 表

処理	焼 鈍		焼鈍後 冷 速 (℃/秒)	保 持	
	温度 (℃)	時間 (分)		温度 (℃)	時間 (分)
A	860	5	≒ 100	400	3
B	790	0.2	'	'	'
C	'	3	'	'	'
D	'	10	'	'	'
E	770	3	'	'	'
F	790	45	'	'	'
G	740	5	'	'	'
H	790	3	0.5	'	5
I	'	'	10	'	'
J	'	'	≒ 200	'	'
K	'	'	{ 5 (790~650℃) ≒100 (650~400℃)	'	'
L	'	'	≒ 400	450	1
M	'	'	≒ 100	550	1
N	'	'	'	300	30

第 3 表

	材料名	鋼	処理	板厚(mm)	強 度 (kgf/cm <sup>2</sup> )	全伸び(%)	局部伸び(%)
本 発 明 例	1	b	D	0.8	76.0	42.8	13.5
	2	c	E	〃	81.2	39.9	11.4
	3	d	C	〃	102.7	40.3	7.3
	4	〃	D	〃	101.5	41.2	6.5
	5	e	E	〃	122.5	40.0	6.2
	6	j	C	〃	95.7	38.8	7.1
	7	k	G	〃	94.8	38.6	6.8
	8	l	C	〃	103.0	36.2	5.9
	9	m	〃	〃	97.3	35.0	5.1
	10	n	〃	〃	101.4	37.1	5.1
	11	o	〃	〃	97.6	34.7	5.2
	12	p	〃	〃	106.4	38.2	7.7
	13	q	〃	〃	90.5	38.4	8.2
	14	r	〃	〃	84.6	41.0	9.0
	15	d	I	1.5	108.0	35.3	5.3
	16	〃	J	〃	103.3	37.6	7.6
	17	〃	K	〃	103.6	39.0	6.6
	18	〃	L	〃	102.9	38.1	5.9
	19	e	I	0.8	78.6	35.7	5.8
	20	〃	J	〃	79.8	41.4	9.2
	21	〃	K	〃	80.1	41.5	8.4
	22	〃	L	〃	80.7	38.0	5.8
比 較 例	23	a	C	〃	61.2	39.6	14.2
	24	i	〃	〃	126.9	38.7	2.3
	25	f	G	〃	116.1	21.5	8.4
	26	h	C	〃	123.3	39.2	0.5
	27	i	G	〃	107.4	34.3	3.8
	28	d	A	〃	119.5	24.4	1.5
	29	〃	B	〃	101.0	21.3	0
	30	〃	F	〃	100.1	39.6	1.5
	31	〃	G	〃	85.6	18.5	8.1
	32	〃	H	〃	81.2	19.8	8.3
	33	〃	M	〃	101.3	26.8	4.6
	34	〃	N	〃	139.8	8.1	0